

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2004084053 A**(43) Date of publication of application: **18.03.04**

(51) Int. Cl.

**C22C 38/00****C21D 6/00****C21D 8/12****C22C 38/16****C22C 38/60****H01F 1/16**(21) Application number: **2002345999**(22) Date of filing: **28.11.02**(30) Priority: **26.06.02 JP 2002186522**(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**(72) Inventor: **MURAKAMI HIDEKUNI**

(54) **ELECTROMAGNETIC STEEL SHEET HAVING  
REMARKABLY SUPERIOR MAGNETIC  
PROPERTY, AND MANUFACTURING METHOD  
THEREFOR**

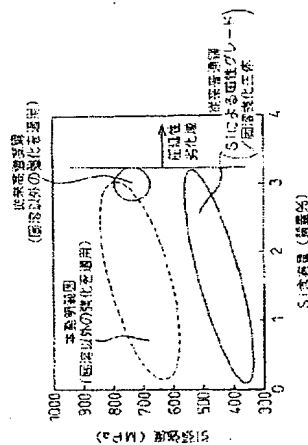
COPYRIGHT: (C)2004,JPO

(57) Abstract:

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To stably manufacture a high-strength non-grain-oriented electromagnetic steel sheet which has a high tensile strength TS of 60 kg/mm<sup>2</sup> or higher, abrasion resistance and a superior magnetic property of a magnetic flux density B50 of 1.60 T or higher, by the use of on-line production system with the same easiness as in the manufacture of an ordinary electromagnetic steel sheet, for instance, in cold rolling.

**SOLUTION:** This electromagnetic steel sheet includes, by mass%, 0.0040% or less C, 0.2-3.5% Si, 0.05-3.0% Mn, 0.30% or less P, 0.0040% or less S, 2.50% or less Al, 0.6-8.0% Cu, 0.0040% or less N, and a metallic phase consisting of Cu with diameters of 1.0 μm or less in the steel material. The manufacturing method is characterized by a heat treatment of holding it at a temperature of 450 to 720°C for 30 seconds or longer.

図 1



(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2004-84053

(P2004-84053A)

(43) 公開日 平成16年3月18日(2004.3.18)

(51) Int. Cl.<sup>7</sup>

F 1

テーマコード (参考)

C 2 2 C 38/00

C 2 2 C 38/00

3 O 3 U

4 K O 3 3

C 2 1 D 6/00

C 2 1 D 6/00

C

5 E O 4 1

C 2 1 D 8/12

C 2 1 D 8/12

A

C 2 2 C 38/16

C 2 2 C 38/16

C 2 2 C 38/60

C 2 2 C 38/60

審査請求 未請求 請求項の数 18 O L (全 23 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2002-345999 (P2002-345999)  
 (22) 出願日 平成14年11月28日 (2002.11.28)  
 (31) 優先権主張番号 特願2002-186522 (P2002-186522)  
 (32) 優先日 平成14年6月26日 (2002.6.26)  
 (33) 優先権主張国 日本国 (JP)

(71) 出願人 000006655  
 新日本製鐵株式会社  
 東京都千代田区大手町2丁目6番3号  
 (74) 代理人 100077517  
 弁理士 石田 敬  
 (74) 代理人 100092624  
 弁理士 鶴田 準一  
 (74) 代理人 100113918  
 弁理士 亀松 宏  
 (74) 代理人 100082898  
 弁理士 西山 雅也  
 (72) 発明者 村上 英邦  
 福岡県北九州市戸畑区飛幡町1-1 新日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 磁気特性の著しく優れた電磁鋼板とその製造方法

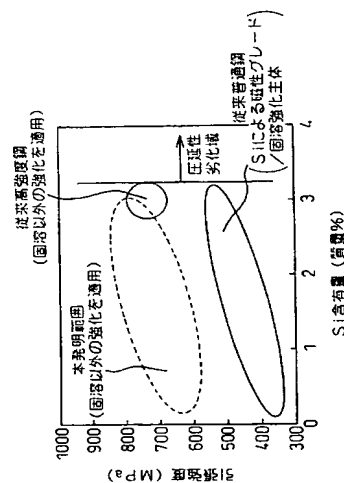
(57) 【要約】

【課題】 抗張力TSが60kg/mm<sup>2</sup> 以上の高強度で、耐摩耗性を有し、磁束密度B50が1.60T以上のすぐれた磁気特性を兼ね備えた高強度無方向性電磁鋼板を、例えば冷間圧延性など通常の電磁鋼板と変わることなく、安定してオンラインで製造することを目的とする。

【解決手段】 質量%で、C:0.0040%以下、Si:0.2~3.5%、Mn:0.05~3.0%、P:0.30%以下、S:0.0040%以下、Al:2.50%以下、Cu:0.6~8.0%、N:0.0040%以下を含有し、鋼材内部に直径1.0μm以下のCuからなる金属相を含有することを特徴とする高強度電磁鋼板。その製造方法としては、450℃~720℃の温度域で30秒以上保持する熱処理を行う。

【選択図】 図1

図 1



## 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

質量%で、C：0.0040%以下、Si：0.2～3.5%、Mn：0.05～3.0%、P：0.030%以下、S：0.0040%以下、Al：2.50%以下、Cu：0.6～8.0%、N：0.0040%以下を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなり、かつ、鋼材内部に直径1.0 $\mu$ m以下のCuからなる金属相を含有することを特徴とする磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

## 【請求項 2】

質量%で、さらに、Nb：0.02%以下、Ti：0.010%以下、B：0.010%以下、Ni：2.5%以下、Cr：10.0%以下の1種または2種以上を含有すること  
10  
を特徴とする請求項1に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

## 【請求項 3】

質量%で、さらに、Mo、W、Sn、Sb、Mg、Ca、Ce、Coの1種または2種以上を合計で0.5%以下含有することを特徴とする請求項1または2記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

## 【請求項 4】

前記鋼材内部に存在するCuからなる金属相の数密度が0.2個/ $\mu$ m<sup>3</sup>以上である請求項1～3のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

## 【請求項 5】

前記鋼板の結晶粒の平均直径が30～300 $\mu$ mである請求項1～4のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。  
20

## 【請求項 6】

請求項1～3のいずれかの項に記載の成分からなる鋼材から製品板を製造する過程において、450℃～720℃の温度域で30秒以上保持する熱処理を行うことを特徴とする磁気特性の著しく優れた電磁鋼板の製造方法。

## 【請求項 7】

前記熱処理として、最終熱処理工程の750℃以上の温度域からの冷却過程において450℃～720℃の温度域で30秒以上保持することを特徴とする請求項6記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板の製造方法。

## 【請求項 8】

請求項6または7記載の熱処理の後、800℃を超える温度域に20秒以上保持しないことを特徴とする磁気特性の著しく優れた電磁鋼板の製造方法。  
30

## 【請求項 9】

電気部品に加工後の熱処理により硬質化熱処理後に該鋼材内部に存在する主としてCuからなる金属相の数密度が0.2個/ $\mu$ m<sup>3</sup>以上であることを特徴とする請求項1～3のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

## 【請求項 10】

電気部品に加工後の熱処理により硬質化熱処理後に該鋼材内部に存在する主としてCuからなる金属相の平均直径0.20 $\mu$ m以下であることを特徴とする請求項1～3，9のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。  
40

## 【請求項 11】

電気部品に加工後の熱処理により硬質化熱処理後に結晶粒の平均直径が30～300 $\mu$ mであることを特徴とする請求項1～3，9，10のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

## 【請求項 12】

電気部品に加工後の熱処理により硬質化熱処理前後により鋼材内部の直径0.10 $\mu$ m以下の主としてCuからなる金属相の数密度が10倍以上に増加することを特徴とする請求項1～3，9～11のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

## 【請求項 13】

電気部品に加工後の熱処理により硬質化熱処理により引張強度が30MPa以上上昇す  
50

ることを特徴とする請求項 1 ～ 3 , 9 ～ 1 2 のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

【請求項 1 4】

電気部品に加工後の熱処理により硬質化熱処理により鋼材の硬度が 1 . 1 倍以上に増加することを特徴とする請求項 1 ～ 3 , 9 ～ 1 3 のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

【請求項 1 5】

請求項 1 ～ 3 のいずれかの項に記載の成分からなる鋼材から製品板を製造する過程において、冷延前の熱延工程で仕上圧延後の 7 5 0 ℃以上の温度域からの冷却過程において 4 5 0 ℃～ 7 0 0 ℃の温度域での滞留時間を 3 0 0 秒以下とし、その後 7 5 0 ℃を超える温度域に保持することなく冷延することにより電気部品に加工後の熱処理により硬質化することを特徴とする磁気特性の著しく優れた電磁鋼板の製造方法。

10

【請求項 1 6】

熱延、冷延の後の最終熱処理工程で 7 5 0 ℃以上に 2 0 秒以上保持し、その後 7 5 0 ℃以上の温度域からの冷却過程において 4 5 0 ℃～ 7 0 0 ℃の温度域での滞留時間を 6 0 秒以下とし、その後 7 5 0 ℃を超える温度域に保持しないことにより電気部品に加工後の熱処理により硬質化することを特徴とする請求項 1 5 記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板の製造方法。

【請求項 1 7】

請求項 1 ～ 3 , 9 ～ 1 4 のいずれかに記載の電磁鋼板を、もしくは請求項 1 5 , 1 6 のいずれかに記載の方法により製造された電磁鋼板を 4 5 0 ℃～ 7 0 0 ℃の温度域で 3 0 秒以上保持し、その後 7 0 0 ℃を超える温度域に 2 0 秒以上保持しない工程をへて電気部品とすることにより電気部品に加工後の熱処理により硬質化することを特徴とする磁気特性の著しく優れた電磁鋼板の製造方法。

20

【請求項 1 8】

前記熱処理方法として、鋼板の電気部品への加工後の熱処理における熱処理温度から 7 0 0 ℃までの冷却過程の平均冷却速度を 1 0 ℃／秒以上とし、4 5 0 ℃～ 7 0 0 ℃の温度域で 3 0 秒以上保持し、その後 7 0 0 ℃を超える温度域に 2 0 秒以上保持しない工程をへて電気部品とすることにより電気部品に加工後の熱処理により硬質化することを特徴とする請求項 1 7 記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板の製造方法。

30

【発明の詳細な説明】

【0 0 0 1】

【発明の属する技術分野】

本発明は、高強度電磁鋼板、特に高強度無方向性電磁鋼板に係わり、高速回転機用の低鉄損、かつ高磁束密度で強度の高い磁性材料および電磁開閉器用の耐摩耗性に優れた磁性材料とその製造方法に関する。

【0 0 0 2】

【従来の技術】

従来、回転機器に要求されていた回転数は、高々 1 0 万 r p m 程度であり、ローター（回転子）用材料には積層された電磁鋼板が用いられてきた。最近、2 0 ～ 3 0 万 r p m もの超高速回転が要求されるようになり、ローターに加わる遠心力が、電磁鋼板の強度を上回る可能性が出てきた。さらにローターに磁石を組み込む構造のモーターも多くなっており、ローターの回転中にローター材料自身に加わる荷重は大きなものとなっており、疲労強度の面でも材料の強さが問題となることが多くなっている。

40

【0 0 0 3】

また、電磁開閉器はその用途上、使用するにつれて接触面が摩耗するため、電磁特性だけでなく耐摩耗性の優れた磁性材料が望まれる。

【0 0 0 4】

このようなニーズに対応して、最近では強度が高い無方向性電磁鋼板について検討され、いくつか提案されている。例えば、特許文献 1 や特許文献 2 では、S i 含有量を高め、さ

50

らにMn, Ni, Mo, Crなどの固溶体強化成分の1種または2種以上を含有させたスラブを素材とすることが提案されているが、圧延時に板破断の発生が頻発する恐れがあり、生産性の低下、歩留りの低下をもたらすなど改善の余地があり、しかもNiやMo, Crを多量に含有しているために極めて高価な材料となる。

#### 【0005】

さらに、特許文献3では、2.5%以上のSiを含有する溶鋼から、急冷凝固法により高強度無方向性鋼板を製造することを開示している。また、特許文献4では、2.5%以上の高Si鋼を2.0%以下の低Si鋼で包むことにより圧延性の改善を図ることを開示している。これらの提案は何れもプロセスが特殊であるために、通常の電磁鋼板の製造設備では製造できず、工業的に生産することが難しいと考えられる。

10

#### 【0006】

以上のような固溶元素による強化を活用するものでは、磁気特性の面からは本質的に飽和磁束密度が低下してしまうため製品板の磁束密度も低くならざるを得ない。また、結晶組織の面からも本質的に組織を微細化してしまうため、高強度化の点では好ましい反面、鉄損が上昇してしまうという問題がある。

#### 【0007】

また、材料の強度を高めるには析出物を活用することも考えられるが、析出物も析出物自身の影響や結晶組織の微細化を介して磁束密度や鉄損の観点からは磁気特性を劣化させてしまう。このように、高強度電磁鋼板では本来必要とされるはずの磁気特性が顕著に劣化してしまうことが本質的な問題となっている。

20

#### 【0008】

特に、結晶組織の微細化や析出物により強化した材料では、モーターなどの電気部材として加工する際に鋼板に導入される加工歪を除去するための歪取り焼鈍(SRA)工程で、その高温保持中に起きる結晶組織の粗大化や、析出物の粗大化を避けることができず、強度の低下が起きてしまう。また、高強度材の使用は電気部材への加工時、特に剪断工程において金型の磨耗を早めることにもなるため、電気部材の製造コストを上昇させる要因にもなる。

#### 【0009】

##### 【特許文献1】

特開平1-162748号公報

30

##### 【特許文献2】

特開昭61-84360号公報

##### 【特許文献3】

特開昭61-87848号公報

##### 【特許文献4】

特開平8-41601号公報

#### 【0010】

##### 【発明が解決しようとする課題】

このように、高強度の電磁鋼板について多くの提案がなされているが、必要な磁気特性を確保しつつ、通常の電磁鋼板製造設備を用いて、工業的に安定して製造するまでに到っていないというのが実情である。また、電気部材への加工後に行なわれる歪取り焼鈍工程での軟質化や、電気部材への加工時の金型の磨耗などの残された課題も多い。

40

#### 【0011】

本発明は、抗張力(TS)が60kg/mm<sup>2</sup>以上の高強度で、耐摩耗性を有するとともに、磁束密度(B50)が1.60T以上の優れた磁気特性を兼ね備えた高強度無方向性電磁鋼板、例えば冷間圧延性など通常の電磁鋼板と変わることなく、安定してオンラインで製造することを目的とする。

#### 【0012】

また同様に、電気部材の加工が完了するまでは比較的軟質で、電気部材への加工後の熱処理により硬質化し、電気部材として使用する際には高強度および耐摩耗性などの特性をも

50

つとともに、良好な磁気特性を兼ね備えた電磁鋼板を製造することを目的とする。

【0013】

【課題を解決するための手段】

本発明は上記課題を解決するためになされたものであり、その要旨は以下のとおりである。

【0014】

(1) 質量%で、C：0.0040%以下、Si：0.2～3.5%、Mn：0.05～3.0%、P：0.30%以下、S：0.0040%以下、Al：2.50%以下、Cu：0.6～8.0%、N：0.0040%以下を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、かつ、鋼材内部に直径1.0 $\mu$ m以下のCuからなる金属相を含有することを特徴とする磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

10

【0015】

(2) 質量%で、さらに、Nb：0.02%以下、Ti：0.010%以下、B：0.010%以下、Ni：2.5%以下、Cr：10.0%以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする(1)に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

【0016】

(3) 質量%で、さらに、Mo, W, Sn, Sb, Mg, Ca, Ce, Coの1種または2種以上を合計で0.5%以下含有することを特徴とする(1)または(2)に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

【0017】

(4) 前記鋼材内部に存在するCuからなる金属相の数密度が0.2個/ $\mu$ m<sup>3</sup>以上である(1)～(3)のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

20

【0018】

(5) 前記鋼板の結晶粒の平均直径が30～300 $\mu$ mである(1)～(4)のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

【0019】

(6) (1)～(3)のいずれかの項に記載の成分からなる鋼材から製品板を製造する過程において、450℃～720℃の温度域で30秒以上保持する熱処理を行うことを特徴とする磁気特性の著しく優れた電磁鋼板の製造方法。

【0020】

(7) 前記熱処理として、最終熱処理工程の750℃以上の温度域からの冷却過程において450℃～720℃の温度域で30秒以上保持することを特徴とする(6)に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板の製造方法。

30

【0021】

(8) (6)または(7)に記載の熱処理の後、800℃を超える温度域に20秒以上保持しないことを特徴とする磁気特性の著しく優れた電磁鋼板の製造方法。

【0022】

(9) 電気部品に加工後の熱処理により硬質化熱処理後に該鋼材内部に存在する主としてCuからなる金属相の数密度が0.2個/ $\mu$ m<sup>3</sup>以上であることを特徴とする(1)～(3)のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

40

【0023】

(10) 電気部品に加工後の熱処理により硬質化熱処理後に該鋼材内部に存在する主としてCuからなる金属相の平均直径0.20 $\mu$ m以下であることを特徴とする(1)～(3), (9)のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

【0024】

(11) 電気部品に加工後の熱処理により硬質化熱処理後に結晶粒の平均直径が30～300 $\mu$ mであることを特徴とする(1)～(3), (9), (10)のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

【0025】

(12) 電気部品に加工後の熱処理により硬質化熱処理前後により鋼材内部の直径0.1

50

0  $\mu$  m以下の主としてCuからなる金属相の数密度が10倍以上に増加することを特徴とする(1)～(3), (9)～(11)のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

【0026】

(13) 電気部品に加工後の熱処理により硬質化熱処理により引張強度が30MPa以上上昇することを特徴とする(1)～(3), (9)～(12)のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

【0027】

(14) 電気部品に加工後の熱処理により硬質化熱処理により鋼材の硬度が1.1倍以上に増加することを特徴とする(1)～(3), (9)～(13)のいずれかの項に記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板。

10

【0028】

(15) (1)～(3)のいずれかの項に記載の成分からなる鋼材から製品板を製造する過程において、冷延前の熱延工程で仕上圧延後の750℃以上の温度域からの冷却過程において450℃～700℃の温度域での滞留時間を300秒以下とし、その後750℃を超える温度域に保持することなく冷延することにより電気部品に加工後の熱処理により硬質化することを特徴とする磁気特性の著しく優れた電磁鋼板の製造方法。

【0029】

(16) 熱延、冷延の後の最終熱処理工程で750℃以上に20秒以上保持し、その後750℃以上の温度域からの冷却過程において450℃～700℃の温度域での滞留時間を60秒以下とし、その後750℃を超える温度域に保持しないことにより電気部品に加工後の熱処理により硬質化することを特徴とする(15)記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板の製造方法。

20

【0030】

(17) (1)～(3), (9)～(14)のいずれかに記載の電磁鋼板を、もしくは(15), (16)のいずれかに記載の方法により製造された電磁鋼板を450℃～700℃の温度域で30秒以上保持し、その後700℃を超える温度域に20秒以上保持しない工程をへて電気部品とすることにより電気部品に加工後の熱処理により硬質化することを特徴とする磁気特性の著しく優れた電磁鋼板の製造方法。

【0031】

(18) 前記熱処理方法として、鋼板の電気部品への加工後の熱処理における熱処理温度から700℃までの冷却過程の平均冷却速度を10℃/秒以上とし、450℃～700℃の温度域で30秒以上保持し、その後700℃を超える温度域に20秒以上保持しない工程をへて電気部品とすることにより電気部品に加工後の熱処理により硬質化することを特徴とする(17)記載の磁気特性の著しく優れた電磁鋼板の製造方法。

30

【0032】

【発明の実施の形態】

本発明者らは、前記目的を達成すべく種々実験し検討を重ねてきた。即ち本発明は、C: 0.0040%以下、Si: 0.5～3.5%、Mn: 0.05～3.0%、P: 0.30%以下、S: 0.0040%以下、Al: 2.50%以下、Cu: 0.6～8.0%、N: 0.0040%以下を含有する鋼材であって、結晶組織を微細化させないような製造工程条件を経て微細なCuからなる金属相を電磁鋼板内に生成させることにより、板破断などのトラブルを起こすことなく安定した製造方法により高強度でかつ磁気特性のすぐれた電磁鋼板を得るものである。

40

【0033】

また、本発明は、結晶組織を微細化させずかつ板破断などのトラブルを生じない安定した工程条件を経て、電磁鋼板の製造過程では微細な主としてCuからなる金属相を鋼板内にほとんど生成させず、電気部品への加工後の熱処理過程で微細な主としてCuからなる金属相を電磁鋼板内に生成させることにより、電気部品への加工時に良好な加工性を有し、かつ電気部品としての使用時に硬質かつ磁気特性が良好となる電磁鋼板を得るものである。

50

## 【0034】

先ず、本発明による高強度電磁鋼板の成分組成について説明する。

## 【0035】

Cは磁気特性を劣化させるので0.0040%以下とする。スラブの段階までは脱酸効率の観点からより高いCを含有させておき、コイルとした後の脱炭焼鈍により0.0040%以下までCを減じることが可能である。製造コストの観点からは溶鋼段階で脱ガス設備によりC量を低減しておくことが有利で、0.0020%以下とすれば鉄損低減の効果が著しく、高強度化のために炭化物等の非金属析出物を用いない本発明鋼においては0.0015%とすることがさらに好ましい。

10

## 【0036】

Siは鋼の固有抵抗を高めて渦電流を減らし、鉄損を低下せしめるとともに、抗張力を高めるが、添加量が0.2%未満ではその効果が小さい。低Si鋼では鋼の脆化もほとんどなく、Si含有量を増大させれば磁気特性を劣化させず、特に鉄損を低減しつつ強度を高めることが可能であるため本発明を適用するメリットは小さいため、好ましくは1.0%以上、さらに好ましくは2.0%以上Siを含有する鋼を対象とする。また3.5%を超えると鋼を脆化させ、さらに製品の磁束密度を低下させるため3.5%以下とする。

## 【0037】

Mnは鋼の強度を高めるため積極的に添加してもよいが、高強度化の主たる手段として微細金属相を活用する本発明鋼ではこの目的のためには特に必要としない。固有抵抗を高めまたは硫化物を粗大化させ結晶粒成長を促進することで鉄損を低減させる目的で添加するが過剰な添加は磁束密度を低下させるので、0.05~3.0%とする。好ましくは0.5%~1.2%である。

20

## 【0038】

Pは抗張力を高める効果の著しい元素であるが、上記のMnと同様、本発明鋼ではあえて添加する必要はない。0.3%を超えると脆化が激しく、工業的規模での熱延、冷延等の処理が困難になるため、上限を0.30%とする。

## 【0039】

Sは本発明鋼で必須の元素であるCuと結合し易くCu硫化物を形成し本発明で重要となるCuを主体とする金属相の形成挙動に影響を及ぼし強化効率を低下させる場合がある。また生成された硫化物は磁気特性、特に鉄損を劣化させる場合があるので、Sの含有量はできるだけ低いことが好ましく、0.0040%以下と限定する。好ましくは0.0020%以下、さらに好ましくは0.0010%以下である。

30

## 【0040】

Alは通常、脱酸剤として添加されるが、Alの添加を抑えSiにより脱酸を図ることも可能である。Al量が0.005%程度以下のSi脱酸鋼ではAlNが生成しないため鉄損を低減する効果もある。逆に積極的に添加しAlNの粗大化を促進するとともに固有抵抗増加により鉄損を低減させることもできるが、2.50%を超えると脆化が問題になるため、2.50%以下とする。

## 【0041】

Cuは本発明では必須の元素である。鋼板中にCuを主体とする金属相を形成させ磁気特性に悪影響を及ぼさない範囲で高強度化を図るための範囲として0.6~8.0%に限定する。好ましくは0.8~4.0%である。Cuの含有量が低いと高強度化効果が小さくなるとともに高強度化効果を得るための熱処理条件が狭い範囲に限定され、製造条件の管理、生産調整の自由度が小さくなる。また、Cuの含有量が高いと磁気特性への影響が大きくなり特に鉄損の上昇が著しくなる。特に鋼への固溶限を超えた分のCuは固溶Cuとして高強度化に寄与するものの本発明での主目的であるCu金属相に比較して効率が悪く、また磁気特性劣化への影響も大きくなる。また、過剰なCuは熱履歴によっては望まない工程において鋼中に金属相を形成し、例えば、熱延中などに高温で比較的粗大なCu金属相を形成するため、その後の微細な金属相の形成に好ましくない働きをしたり、磁気特

40

50



性に悪影響を及ぼす場合もある。特に好ましい範囲は1.0～2.8%である。

【0042】

NはCと同様に磁気特性を劣化させるので0.0040%以下に限定する。窒化物による強度上昇を期待しない本発明鋼では低いほど好ましく、0.0027%以下とすれば磁気特性は特に良好となる。

【0043】

これまでの高強度電磁鋼板で高強度化のために利用されている殆どの元素は添加コストが問題視されるだけではなく磁気特性に少なからず悪影響を及ぼすため、本発明では高強度化の目的のためにあえて添加する必要はない。あえて強化元素として添加する場合にはコスト上昇と磁気特性劣化との兼ね合いからNb, Ti, B, Ni, Crの1種または2種以上を添加するが、その添加量は、Nb:0.02%以下、Ti:0.010%以下、B:0.010%以下、Ni:2.5%以下、Cr:10.0%以下程度とする。特に、Niは本発明鋼で必須元素であるCuによる熱延時の表面荒れ(Cuヘゲ)の防止に有効であることが知られており、この目的を兼ねて積極的に添加することもできる。

【0044】

Bは結晶粒界に偏析し、Pの粒界偏析による脆化を抑制する効果があるが、本発明鋼では従来の固溶強化主体の高強度電磁鋼板のように脆化が特に問題とはならないことからこの目的での添加は重要ではない。むしろ固溶Bによる集合組織への影響により磁束密度を向上させる目的で添加する。0.010%を超えると著しく脆化するため、上限を0.010%とする。

【0045】

NbおよびTiは鋼板中で炭化物、窒化物または硫化物等の微細な析出物を形成し、高強度化に有効な元素ではあるが同時に磁気特性、特に鉄損を顕著に劣化させる。高強度化の主たる手段として微細な炭、窒化物等を利用しない本発明鋼ではむしろ有害な元素となる。このため上限をそれぞれ0.010%とする。好ましくは0.0050%以下、さらに好ましくは0.0030%以下で、良好な鉄損を得ることが可能となる。

【0046】

Niは本発明鋼で必須元素であるCuによる熱延時の表面荒れ(Cuヘゲ)の防止に有効であることが知られており、この目的を兼ねて積極的に添加することもできる。また、磁気特性への悪影響が比較的小さく、かつ高強度化にも効果が認められるため高強度電磁鋼板では使用されることが多い元素である。また、耐食性の向上にも有効であるが、添加コストや磁気特性への悪影響を考え上限を2.5%とすることが好ましい。

【0047】

Crは耐食性の向上や、高周波域での磁気特性向上のため添加される元素であるが、やはり添加コストや磁気特性への悪影響を考え上限を10.0%とすることが好ましい。

【0048】

また、その他の微量元素については、鉬石やスクラップなどから不可避免的に含まれる程度の量に加え、様々な目的で添加しても本発明の効果は何ら損なわれるものではない。これらの微量元素についての不可避免的な含有量は通常、各元素とも0.005%以下程度であるが、様々な目的で0.01%程度以上に添加することが可能である。この場合もコストや磁気特性の兼ね合いからMo, W, Sn, Sb, Mg, Ca, Ce, Coの1種または2種以上を合計で0.5%以下含有することができ。

【0049】

前記成分を含む鋼は、通常の高強度電磁鋼板と同様に転炉で溶製され、連続鋳造でスラブとされ、ついで熱間圧延、熱延板焼鈍、冷間圧延、仕上焼鈍などの工程で製造される。これらの工程に加え絶縁皮膜の形成や脱炭工程などを経ることも本発明の効果は何ら損なうものではない。また、通常の高強度電磁鋼板の工程ではなく急冷凝固法による薄帯の製造や熱延工程を省略する薄スラブ、連続鋳造法などの工程によって製造しても問題ない。

【0050】

本発明で特徴的な特異な金属相を鋼板内に形成するには以下のような熱履歴を経ることが

重要である。それは、製品板を製造する過程において、450℃～720℃の温度域で30秒以上保持することにある。さらに、その後800℃を超える温度域に20秒以上保持しない工程を経ることが好ましい。

#### 【0051】

以上のような工程を経ることで成分、サイズおよび数密度において特徴的なCu金属相が効率的に形成され磁気特性を殆ど損なわず高強度化を図ることができる。一方、このような金属相の生成を意識しない通常の熱処理条件を経た場合、添加したCuの大半は強化能が低く磁気特性劣化効果が大きい固溶CuまたはCu硫化物として存在することになる。

#### 【0052】

この熱処理工程を経た後は鋼材が高強度化するので、この熱処理工程は圧延工程の後に行なわれ、かつ再結晶焼鈍など他の目的で必要とされる熱処理と同時に進行されることが生産性の観点からは有利である。すなわち、冷延電磁鋼板であれば冷間圧延後の最終熱処理工程、熱延電磁鋼板であれば熱間圧延後の最終熱処理工程での750℃以上の温度域からの冷却過程において450℃～720℃の温度域で30秒以上保持することが好ましい。

#### 【0053】

また、目的とする特性などによってはさらに熱処理を加えることがあるが、その場合、800℃を超える温度域に20秒以上保持しないようにすることが好ましい。温度もしくは時間がこれを超えるような熱処理を行うと、形成されたCu金属相が再固溶するか、逆に終結して粗大な金属相になる場合がある。

#### 【0054】

本発明は結晶組織微細化による強化を利用していないので、鋼板を打ち抜き、モーター部品に加工する際に材料に導入される歪を回復させ、結晶粒を成長させることで磁性の回復・向上を図るためのSRA（歪取り焼鈍）を施しても強度の劣化が小さい。

#### 【0055】

また、本発明で特徴とする特異な金属相を電磁鋼板を電気部品に加工した後の鋼板内に形成するには以下のような熱履歴を経ることが重要である。それは製品板を製造する過程および電気部品に加工した後の熱処理過程において、450℃～700℃の温度域での保持時間およびその後の熱履歴を制御することである。

#### 【0056】

すなわち、最終的な加工工程である、電磁鋼板を電気部品として利用するための打ち抜き・組み立てを行なうまでに主として鋼板に付与される熱処理として、熱延時の仕上圧延後冷延前の熱履歴および冷延後の焼鈍工程での各々の熱履歴について、750℃以上の温度域からの冷却過程における450℃～700℃の温度域での滞留時間を各々300秒または60秒以下とし、その後750℃を超える温度域に保持しないようにすることが好ましい。

#### 【0057】

そして硬質化は、電磁鋼板についての最終的な加工工程である、電磁鋼板を電気部品として利用するための打ち抜き・組み立てされた後に行なわれ、450℃～700℃の温度域で30秒以上保持し、その後700℃を超える温度域に保持しないような熱処理を行なうことで達成できる。この熱処理がより高温での熱処理に引き続き冷却過程で行なわれる場合には450℃～700℃の温度域での保持に至る前の700℃までの冷却過程の平均冷却速度を10℃/秒以上とすることが好ましく、さらに好ましくは500℃～650℃の温度域での保持に至る前の650℃までの冷却過程の平均冷却速度を10℃/秒以上とする。この熱処理は加工時に材料内に意図に反して導入された歪を除去する目的で行なわれるいわゆる歪取り焼鈍工程の冷却過程でなされることが生産性の観点からは好ましく、450℃～700℃の温度域での保持に至る前の700℃以上の最高到達温度およびその温度域での保持時間は歪の除去および結晶粒の成長という観点からのみ決定することができ、本発明の効果に関し何ら影響を及ぼすものではない。

#### 【0058】

この工程を経ることで好ましい工程で成分、サイズおよび数密度において特徴的な金属相

10

20

30

40

50

が効率的に形成され磁気特性をほとんど損なわず硬質化を図ることができる。本発明鋼は硬質化のための熱処理により引張強度が30MPa以上上昇または硬度が1.1倍以上増加するものを対象とする。強度または硬度上昇がこれ以下のものは熱処理前にすでに硬質化されているまたは熱処理による強化能がもともと具備されていないことが考えられる。熱処理前にすでに硬質化されている場合にはモーター部品への打抜き加工が硬い材料に対して行なわれることになるため金型の磨耗の点で好ましくない。また熱処理をしても硬質化しない場合はその後のモーターとしての使用中の強度が不足することとなり本発明の目的が達成されない。より好ましい効果を得るには熱処理による引張強度の上昇で60MPa以上、硬度増加で1.2倍以上、さらに好ましくは引張強度の上昇で100MPa以上、硬度増加で1.3倍以上とする。

10

#### 【0059】

一方、本発明で制御している金属相の生成を意識しない通常の熱処理条件を経た場合、鋼成分によっては効果を検知できるだけの金属相の生成が起きる場合もあるが、添加したCuの大半は強化能が低く磁気特性の劣化効果が大きい固溶CuまたはCu硫化物または直径0.2μm以上の粗大な金属相として存在することになる。

#### 【0060】

以上のように形成される金属相は主としてCuからなる。これは電子顕微鏡などの回折パターンや付設されたX線分析機器などで同定が可能である。もちろん化学分析などこれ以外の方法によっても同定が可能なものである。本発明ではこのCuを主体とする金属相の直径は1.0μm以下とする。これ以上では高強度化の効率が著しく低下し、多量の金属相が必要となるため磁気特性への悪影響が大きくなる。高強度化効率と磁気特性の観点から、この直径は0.50μm以下とすることが好ましく、さらに好ましくは0.20μm以下であるが、あまりに微細であると磁気特性への悪影響が大きくなることから好ましくは0.01μm以上、さらに好ましくは0.05μm以上とする。

20

#### 【0061】

Cu金属相の数密度はCu含有量と金属相のサイズとの関係で取りうる範囲に制限はあるが、0.2個/μm<sup>3</sup>以上とすることが好ましく、さらに好ましくは1.0個/μm<sup>3</sup>

以上であり、5.0個/μm<sup>3</sup>以上とすれば高強度化の点で非常に有効となる。これらの直径および数密度は例えば電子顕微鏡観察で定量が可能である。

#### 【0062】

この金属相サイズと数密度の制御は、高強度化と磁気特性保持を両立する観点から非常に重要である。その理由は、これらが強度および磁気特性にそれぞれ影響するのみならず、これらを変化させたときの強度または磁気特性が変化する挙動が異なるためである。すなわち、強度上昇効果が高く、磁気特性劣化効率の低い領域に制御する必要がある。このためには前述の450～650℃の温度範囲で温度と時間およびこの温度域に入る直前の冷却速度などを適切に制御することが有効であり、この影響は通常の場合であれば一般の析出物形成と同様に、高冷速、低温であるほど金属相サイズは微細かつ高密度となり、長時間化によりサイズは粗大化する。

30

#### 【0063】

また、本発明では高強度化の主要な手段として結晶組織の微細化を利用しないため、結晶粒径は磁気特性の観点から最適な範囲に調整が可能である。高強度化に寄与するCuを主体とする金属相のサイズや密度は成分のみならず、主として前述の600℃以下での熱処理により制御が可能であるため結晶粒径はこの熱処理以前の、例えば再結晶焼鈍の最高到達温度およびその温度域での保持時間により強度とは独立に制御が可能となる。通常は800～1100℃程度で20秒～5分程度の熱処理により30～300μmに制御される。さらに好ましくは80～200μmである。

40

#### 【0064】

本発明は電磁鋼板で従来開発されてきた材料とは全く異なる特性を有するものとなる。図1および図2は電磁鋼板について成分、強度および磁気特性の観点から本発明の特徴を示したものである。図1に示すように通常、電磁鋼板は主としてSi含有量により磁気特性

50

を造り分けている。磁気特性の観点からはSiは材料の電気抵抗を増大させ鉄損を低減するために添加されるが、同時に大きな固溶強化能を有するため高Siである高級グレード材では強度も高くなっている。しかし、3%を超えるSi量、またはSi, Al, Mnなどの強化元素を合わせても6%を超えるようになると圧延性が顕著に劣化するため、通常の製造工程では鋼板の製造が困難となる。

#### 【0065】

圧延を回避する手段として急冷凝固で熔融状態の鋼から直接、薄膜を得る方法も考案されているが、コストや特性の点で実用化には限界がある。このため3%Si鋼相当以上の高強度材はNbなどの添加に伴う炭窒化物を主とする析出物および低温焼鈍も合わせた結晶組織の微細化により高強度化を図っている。しかし、このような炭窒化物や微細な結晶組織は磁気特性、特に鉄損の点からは好ましいものではなく、図2のように鉄損の大幅な上昇は避けられない。

10

#### 【0066】

本発明は、従来高強度鋼とは異なる金属相を鋼板内に分散させることで高強度化を図るものである。この金属相は結晶粒径とは独立に制御が可能であるため、言い換えれば結晶粒成長が起こる通常750℃以上の温度域とは異なる、より低温域である600℃程度で形成を制御できるため、強度と磁気特性の各々の制御という観点からの自由度が大きく、図2のように磁気特性をそれほど劣化させずに高強度化が可能となる。

#### 【0067】

また、図1に示すように低Si鋼に本技術を適用することで、従来鋼より磁束密度の高い材料を得ることも可能となる。これは通常使用されるSi, Al, Mnなどの殆どの固溶強化元素が、鋼の飽和磁束密度を低下させるなどのため、特定磁場での磁束密度の低下が避けられないのに対し、本発明で高強度化のために利用するCu金属相は飽和磁束密度の低下への効果が非常に小さいことによると思われる。また、Cu金属相は炭窒化物などの析出物に比較し磁壁移動の障害となりにくいことも原因と思われる。これは特に低磁場での磁気特性向上に有効である。

20

#### 【0068】

なお、本発明の効果は通常電磁鋼板の表面に形成されている表面皮膜の有無および種類によらず、さらに製造工程にはよらないため無方向性または方向性の電磁鋼板に適用できる。

30

#### 【0069】

用途も特に限定されるものではなく、家電または自動車等で用いられるモーターのローター用途の他、強度と磁気特性が求められる全ての用途に適用される。

#### 【0070】

##### 【実施例】

##### （実施例1）

表1に成分を示す鋼を250mm厚のスラブとし以下の工程を基本的なものとし製品板を製造した。基本工程条件は、スラブ加熱温度：1100℃、仕上板厚：2.0mm、巻取り温度：500℃の熱延工程、仕上板厚：0.5mmの冷間圧延工程、再結晶温度以上での再結晶焼鈍工程である。一部のものは途中で500℃付近での保持による金属相析出工程を入れた。製品板についてJIS5号試験片により機械的特性、および55mm角のSST試験により鉄損 $W_{10/400}$ と磁束密度 $B_{10}$ を測定した。機械的特性および磁気特性ともコイルの圧延方向およびその直角方向についての平均値を求めた。結果を表2（表1のつづき）に示す。

40

#### 【0071】

表2に示された結果から明らかなように、本発明の条件にて製造した試料は冷間圧延工程での圧延性が良好で、硬質で、さらに磁気特性も優れている。

#### 【0072】

##### 【表1】

表 1

	成 分 (mass%)								析出処理工程			析出処理後の高温処理	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	その他	工程	保持時間 (秒)	温度(℃)	保持時間 (秒)
1	0.0020	1.1	0.32	0.021	0.0030	0.002	0.0024	0.006	—	—	—	—	—
2	0.0049	1.1	0.33	0.121	0.0023	0.003	0.0039	0.01	Ni:1.5 Nb:0.03	—	—	—	—
3	0.0008	1.2	0.13	0.016	0.0023	0.001	0.0023	0.93	—	A	300	—	—
4	0.0015	1.3	0.32	0.015	0.0010	0.002	0.0017	1.41	—	A	100	—	—
5	0.0016	1.1	0.30	0.020	0.0026	0.005	0.0015	1.14	—	B	300	860	50
6	0.0022	1.2	0.44	0.021	0.0021	0.002	0.0014	1.40	Ni:1.3	A	200	—	—
7	0.0022	1.2	0.44	0.021	0.0021	0.002	0.0014	1.33	Ti:0.03	B	120	880	60
8	0.0022	1.2	0.44	0.021	0.0021	0.002	0.0014	1.91	—	A	150	—	—
9	0.0027	1.1	0.80	0.020	0.0005	0.003	0.0020	2.24	—	A	120	—	—
10	0.0018	1.3	0.30	0.016	0.0013	0.002	0.0022	8.53	—	A	60	—	—

注) 工程 : A : 冷延後の再結晶焼鈍工程における冷却過程  
 B : 冷延前の熱延板を熱処理

【 0 0 7 3 】

【 表 2 】

10

20

30

40

表2 (表1のつづき)

	Cuからなる金属相		結晶粒 平均 直径 ( $\mu\text{m}$ )	機械的特性				磁気特性		冷延性	評価
	平均直径 ( $\mu\text{m}$ )	数密度 (個/ $\mu\text{m}^3$ )		硬度 Hv	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	B50 (T)	W15/50 (W/kg)		
1	—	—	100	140	276	457	35	1.63	35.0	◎	D*
2	—	—	25	240	518	682	14	1.30	52.9	△	D
3	0.31	0.2	150	216	448	573	32	1.62	37.3	◎	B
4	0.18	2.5	130	250	533	691	26	1.60	34.8	◎	A
5	0.04	1.2	180	239	525	679	30	1.60	35.7	◎	B
6	0.15	0.4	90	248	571	727	19	1.62	36.1	◎	B
7	0.28	0.1	70	262	537	693	25	1.58	38.1	◎	C
8	0.08	8.5	120	256	526	682	26	1.60	37.1	◎	A
9	0.53	0.2	100	245	532	686	20	1.57	38.4	◎	C
10	1.5	0.01	70	249	547	704	25	1.40	48.8	○	D

注) 冷延性: ◎: 良好 (全く問題なし)

○: 良好 (微調整必要だが問題なし)

△: 通常 (条件調整すれば通板可能)

×: 困難 (板破断の危険大)

評価 : A: 開発鋼 (非常に良好)

B: 開発鋼 (良好)

C: 開発鋼 (わずかに良好)

D: 比較鋼

【0074】

(実施例2)

表3に成分を示す鋼を250mm厚のスラブとし以下の工程を基本的なものとし製品板を製造した。基本工程条件は、スラブ加熱温度: 1100℃、仕上板厚: 2.0mm、巻取り温度: 700℃の熱延工程、980℃の温度で30秒の熱延板焼鈍工程、仕上板厚: 0.2mmの冷間圧延工程、再結晶温度以上での再結晶焼鈍工程である。一部のものは途中で500℃付近での保持による金属相析出工程を入れた。製品板についてJIS5号試験片により機械的性質、および55mm角のSST試験により鉄損 $W_{15/50}$ と磁束密度 $B_{50}$ を測定した。機械的特性および磁気特性ともコイルの圧延方向およびその直角方

向についての平均値を求めた。結果を表 4 (表 3 のつづき) に示す。

【 0 0 7 5 】

表 4 に示された結果から明らかなように、本発明の条件にて製造した試料は冷間圧延工程での圧延性が良好で、硬質で、さらに磁気特性も優れている。

【 0 0 7 6 】

【表 3】

表 3

	成 分 (mass%)							析出処理工程		析出処理後の高温処理	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	その他	工程	保持時間 (秒)
11	0.0021	3.1	0.18	0.014	0.0005	0.51	0.0018	0.008	—	—	—
12	0.0088	3.1	0.20	0.014	0.0017	0.56	0.0012	0.03	Ni:2.5 Nb:0.03	—	—
13	0.0009	2.8	0.19	0.005	0.0024	0.57	0.0011	0.97	—	A	100
14	0.0021	3.1	0.20	0.007	0.0012	0.52	0.0006	1.37	—	A	300
15	0.0021	3.1	0.21	0.005	0.0026	0.54	0.0011	1.66	—	A	300
16	0.0011	2.9	0.19	0.014	0.0029	0.56	0.0008	1.52	Cr:4.5	B	120
17	0.0021	2.5	0.16	0.004	0.0023	0.52	0.0023	2.31	—	A	40
18	0.0013	2.5	0.24	0.012	0.0028	0.58	0.0010	1.85	—	A	60
19	0.0009	2.8	0.21	0.008	0.0012	0.55	0.0013	3.12	—	B	100
20	0.0015	3.1	0.18	0.009	0.0023	0.55	0.0011	8.72	—	A	60

注) 工程 : A : 冷延後の再結晶焼鈍工程における冷却過程

B : 冷延前の熱延板を熱処理

【 0 0 7 7 】

【表 4】

表 4 (表 3 のつづき)

	Cuからなる金属相		結晶粒 平均 直径 ( $\mu\text{m}$ )	機械的特性				磁気特性		冷延性	評価
	平均直径 ( $\mu\text{m}$ )	数密度 (個/ $\mu\text{m}^3$ )		硬度 Hv	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	B50 (T)	W15/50 (W/kg)		
11	—	—	120	176	390	530	17	1.68	2.4	$\Delta$	D
12	—	—	20	320	804	833	14	1.64	10.6	x	D
13	0.16	1.3	210	322	850	879	14	1.69	2.6	O	B
14	0.31	0.3	130	310	774	870	16	1.67	2.4	$\Delta$	B
15	0.53	0.1	110	307	717	917	15	1.65	2.7	$\Delta$	C
16	0.15	1.9	95	380	918	1027	12	1.69	2.5	O	B
17	0.06	5.1	210	312	754	881	14	1.70	2.6	$\odot$	A
18	0.03	13	180	371	956	983	12	1.71	2.4	$\odot$	A
19	0.46	0.4	130	300	781	826	17	1.67	2.8	$\Delta$	B
20	2.0	0.01	60	265	593	783	20	1.53	3.8	x	D

注) 冷延性:  $\odot$ : 良好 (全く問題なし)

O: 良好 (微調整必要だが問題なし)

 $\Delta$ : 通常 (条件調整すれば通板可能)

x: 困難 (板破断の危険大)

評価: A: 開発鋼 (非常に良好)

B: 開発鋼 (良好)

C: 開発鋼 (わずかに良好)

D: 比較鋼

【0078】

(実施例 3)

表 5 に成分を示す鋼を 250 mm 厚のスラブとし以下の工程を基本的なものとし製品板を製造した。基本工程条件は、スラブ加熱温度 1100℃、仕上板厚 2.0 mm、巻取り温度 300℃以下の熱延工程、仕上板厚 0.2 mmの冷間圧延工程、再結晶温度以上での再結晶焼鈍工程である。その後、打ち抜き加工後の析出熱処理のシミュレーションとして 750℃付近での熱処理による組織調整および金属相析出制御を行なった。歪取り焼鈍を兼ねる場合は 750℃2時間の熱処理後の冷却過程で析出熱処理を行なった。熱処理前後の

10

20

30

40

50



板について J I S 5 号試験片により機械的特性、および 5 5 m m 角の S S T 試験により鉄損 W 1 0 / 4 0 0 と磁束密度 B 1 0 を測定した。機械的特性および磁気特性ともコイルの圧延方向およびその直角方向についての平均値を求めた。また、打抜き金型の磨耗については新しく製造した打抜き金型で鋼板を打抜き、打抜き回数に応じて鋼板に発生するカエリの大きさの変化から評価した。金型の磨耗が大きいものは比較的少ない打抜き回数で鋼板のカエリが大きくなる。結果を表 6 (表 5 のつづき) に示す。

【 0 0 7 9 】

表 6 に示された結果から明らかなように、本発明の条件にて製造した試料析出熱処理前は軟質であるため冷間圧延工程での圧延性が良好かつ打抜き金型の磨耗が小さく、析出処理後に硬質となりかつ磁気特性も優れている。

【 0 0 8 0 】

【表 5】

表5

	成 分 (mass%)										鋼板熱履歴		析出熱処理		Cuからなる金属相析出熱処理前	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	その他	熱延 *1	焼鈍 *2	工程	保持時間(秒)	平均直径	数密度 (個/ $\mu\text{m}^3$ )	
21	0.0025	1.11	0.48	0.044	0.0016	0.004	0.0008	0.007	—	100	30	A	300	—	—	
22	0.0061	1.02	0.50	0.076	0.0014	0.002	0.0016	0.02	Ni:2.5 Nb:0.03	30	30	A	300	—	—	
23	0.0007	1.11	0.49	0.052	0.0007	0.002	0.0006	0.53	—	30	20	A	300	—	—	
24	0.0016	1.03	0.46	0.048	0.0017	0.001	0.0025	0.89	—	60	30	A	20	0.11	0.1	
25	0.0006	1.12	0.46	0.052	0.0005	0.004	0.0020	0.64	—	30	40	A	600	—	—	
26	0.0021	1.01	0.50	0.061	0.0016	0.004	0.0028	0.88	—	40	30	A	100	0.06	0.1	
27	0.0023	1.16	0.48	0.069	0.0013	0.004	0.0020	1.14	—	20	30	B	300	0.03	0.05	
28	0.0013	1.08	0.53	0.043	0.0017	0.003	0.0017	1.40	Ca:0.005	60	30	A	900	0.02	0.1	
29	0.0007	1.16	0.52	0.072	0.0011	0.004	0.0009	1.33	Ti:0.03	20	20	B	120	—	—	
30	0.0013	1.13	0.52	0.046	0.0015	0.003	0.0027	1.52	—	900	300	A	300	0.31	0.7	
31	0.0006	1.17	0.52	0.071	0.0015	0.005	0.0021	1.83	—	30	20	A	150	0.05	0.15	
32	0.0020	1.11	0.49	0.066	0.0007	0.001	0.0025	2.25	—	20	10	A	120	0.06	0.2	
33	0.0021	1.09	0.50	0.064	0.0013	0.001	0.0012	8.64	—	30	30	A	60	1.6	0.03	

注) 熱延板履歴: \*1: 熱延仕上げ圧延後の冷却過程における450~700℃の温度域での滞留時間(秒)

\*2: 冷却過程での冷却過程における450~700℃の温度域での滞留時間(秒)

析出熱処理工程: A: モーター加工後の歪取り焼鈍工程における冷却過程

B: モーター加工後に析出熱処理のみ

【0081】

【表6】

10

20

30

40

表6 (表5のつぎ)

	Cuからなる金属相 析出熱処理後		結晶粒 平均 直径 ( $\mu\text{m}$ )	析出熱処理前後の機械的特性及びその変化						析出熱処理後の 磁気特性		冷延性	打抜き 金型の 磨耗	評価
				後		比	前		後					
	平均直径	数密度 (個/ $\mu\text{m}^3$ )		硬度 Hv	硬度 Hv		(後/ 前)	TS (MPa)	TS (MPa)	TS (MPa)	B10 (T)			
21	—	—	100	121	118	0.97	391	361	-30	1.65	10.2	◎	○	C
22	—	—	70	200	154	0.77	630	465	-165	1.25	31.3	△	×	C
23	0.15	1.5		130	115	0.88	408	357	-51	1.60	15.5	◎	○	C
24	0.11	0.1	120	118	120	1.02	378	363	-15	1.61	11.2	◎	○	C
25	0.31	0.1	150	134	160	1.19	421	495	74	1.69	12.3	◎	○	B
26	0.18	1.3	120	128	195	1.52	417	561	144	1.63	8.8	◎	○	A
27	0.04	120	100	146	210	1.44	443	613	170	1.65	9.7	◎	○	A
28	0.15	3	70	123	169	1.37	386	530	144	1.62	10.1	◎	○	A
29	0.28	0.8	70	149	195	1.31	453	600	147	1.59	13.2	◎	○	A
30	0.41	0.2	50	175	173	0.99	507	502	-5	1.49	12.1	×	×	C
31	0.08	20	80	150	238	1.59	454	678	224	1.62	13.0	◎	○	A
32	0.03	800	70	135	266	1.97	440	763	323	1.56	13.4	◎	○	A
33	1.05	0.11	70	135	146	1.08	420	420	0	1.43	24.5	○	○	C

注) 冷延性: ◎: 良好 (全く問題なし)  
 ○: 良好 (微調整必要だが問題なし)  
 △: 可能 (条件調整すれば通板可能)  
 ×: 困難 (板破断の危険大)

打抜き金型の磨耗: ○: 小 (良好)  
 ×: 大 (不良)

評価: A: 開発鋼 (非常に良好)  
 B: 開発鋼 (良好)  
 C: 比較鋼

【0082】

(実施例4)

表7に成分を示す鋼を250mm厚のスラブとし以下の工程を基本的なものとし製品板を製造した。基本工程条件は、スラブ加熱温度1100℃、仕上板厚2.0mm、巻取り温度300℃以下の熱延工程、980℃×30秒の熱延板焼鈍工程、仕上板厚0.35mmの冷間圧延工程、再結晶温度以上での再結晶焼鈍工程である。その後、打ち抜き加工後の析出熱処理のシミュレーションとして750℃付近での熱処理による組織調整および金属

10

20

30

40

50

相析出制御を行なった。歪取り焼鈍を兼ねる場合は750℃2時間の熱処理後の冷却過程で析出熱処理を行なった。熱処理前後の板についてJIS5号試験片により機械的性質、および55mm角のSST試験により鉄損W15/50と磁束密度B50を測定した。機械的特性および磁気特性ともコイルの圧延方向およびその直角方向についての平均値を求めた。また、打抜き金型の磨耗については新しく製造した打抜き金型で鋼板を打抜き、打抜き回数に応じて鋼板に発生するカエリの大きさの変化から評価した。金型の磨耗が大きいものは比較的少ない打抜き回数で鋼板のカエリが大きくなる。結果を表8（表7のつづき）に示す。

【0083】

表8に示された結果から明らかなように、本発明の条件にて製造した試料析出熱処理前は軟質であるため冷間圧延工程での圧延性が良好かつ打抜き金型の磨耗が小さく、析出処理後に硬質となりかつ磁気特性も優れている。

【0084】

【表7】

表 7

	成 分 (mass%)										鋼板熱履歴		析出熱処理		Cuからなる金属相 析出熱処理前	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	その他	熱延 *1	焼鈍 *2	工程	保持時 間(秒)	平均直径	数密度 (個/ $\mu\text{m}^3$ )	
34	0.0017	2.94	0.28	0.014	0.0010	0.47	0.0018	0.03	—	40	30	A	300	—	—	
35	0.0065	2.86	0.34	0.013	0.0015	0.49	0.0025	0.03	Ni:2.5 Nb:0.03	30	20	A	300	—	—	
36	0.0024	2.86	0.34	0.014	0.0007	0.54	0.0022	0.48	—	100	30	A	600	—	—	
37	0.0016	2.85	0.28	0.015	0.0014	0.54	0.0013	0.66	—	30	40	A	600	—	—	
38	0.0013	2.88	0.34	0.019	0.0017	0.46	0.0011	0.96	—	40	30	A	100	0.05	0.1	
39	0.0011	2.88	0.31	0.017	0.0004	0.50	0.0021	1.16	—	120	30	A	300	0.04	0.05	
40	0.0011	2.88	0.31	0.017	0.0004	0.50	0.0021	1.16	—	120	30	B	300	0.04	0.05	
41	0.0024	2.89	0.27	0.018	0.0016	0.53	0.0016	1.40	—	60	30	A	20	0.12	0.1	
42	0.0023	2.91	0.25	0.011	0.0012	0.55	0.0028	1.43	Nb:0.03	20	20	B	120	—	—	
43	0.0014	2.92	0.31	0.016	0.0007	0.45	0.0022	1.38	Ca:0.005	60	30	A	900	0.02	0.1	
44	0.0005	2.87	0.29	0.014	0.0013	0.54	0.0022	1.60	—	20	300	A	300	0.29	0.6	
45	0.0005	2.87	0.29	0.014	0.0013	0.54	0.0022	1.60	—	900	20	A	300	0.35	0.3	
46	0.0014	2.90	0.25	0.018	0.0005	0.52	0.0016	1.95	Ni:2.5	20	20	A	150	0.04	0.13	
47	0.0010	2.91	0.31	0.013	0.0006	0.50	0.0028	2.89	—	20	10	A	120	0.06	0.2	
48	0.0023	2.91	0.32	0.019	0.0015	0.48	0.0029	8.33	—	20	30	A	60	1.7	0.02	

注) 熱延板履歴: \*1: 熱延仕上げ圧延後の冷却過程における450~700°Cの温度域での滞留時間(秒)  
 \*2: 冷延後の最終焼鈍での冷却過程における450~700°Cの温度域での滞留時間(秒)  
 析出熱処理工程: A: モーター加工後の歪取り焼鈍工程における冷却過程  
 B: モーター加工後に析出熱処理のみ

【 0 0 8 5 】  
 【 表 8 】

10

20

30

40

表8 (表7のつづき)

	Cuからなる金属相析出熱処理後		結晶粒平均直径 ( $\mu\text{m}$ )	析出熱処理前後の機械的特性及びその変化						析出熱処理後の磁気特性		冷延性	打抜き金型の磨耗	評価
	平均直径	数密度 (個/ $\mu\text{m}^3$ )		硬度 Hv	後 硬度 Hv	比 (後/前)	TS (MPa)	TS (MPa)	TS (MPa)	B50 (T)	W15/50			
34	—	—	150	176	182	1.04	530	530	0	1.65	2.5	◎	○	C
35	—	—	60	250	222	0.89	768	662	-106	1.20	8.7	△	×	C
36	0.10	1.5	130	168	166	0.99	530	548	18	1.68	2.5	◎	○	C
37	0.42	0.1	130	168	193	1.15	511	609	98	1.68	2.5	◎	○	B
38	0.20	1.5	170	174	244	1.40	543	720	177	1.71	2.2	◎	○	A
39	0.03	230	130	171	247	1.45	529	780	251	1.69	2.3	◎	○	A
40	0.04	90	120	171	253	1.48	529	753	224	1.68	2.6	◎	○	A
41	0.10	0.3	120	169	182	1.08	521	533	12	1.66	2.5	◎	○	C
42	0.31	0.6	90	167	243	1.46	518	785	267	1.62	2.7	◎	○	A
43	0.16	4	180	179	295	1.65	531	842	311	1.66	2.4	◎	○	A
44	0.30	0.5	100	283	272	0.96	825	815	-10	1.64	3.9	×	×	C
45	0.35	0.4	100	218	237	1.09	690	682	-8	1.64	4.3	△	×	C
46	0.06	30	140	230	340	1.48	710	957	247	1.65	2.1	○	○	B
47	0.02	900	150	171	282	1.65	515	871	356	1.67	2.3	◎	○	A
48	1.30	0.04	120	230	245	1.07	654	705	51	1.40	6.0	○	○	C

注) 冷延性:

◎: 良好 (全く問題なし)  
○: 良好 (微調整必要だが問題なし)  
△: 可能 (条件調整すれば通板可能)  
×: 困難 (板破断の危険大)打抜き金型の磨耗: ○: 小 (良好)  
×: 大 (不良)評価: A: 開発鋼 (非常に良好)  
B: 開発鋼 (良好)  
C: 比較鋼

【0086】

【発明の効果】

以上説明したように、本発明は硬質で磁気特性のすぐれた高強度電磁鋼板を安定して製造することができる。これにより磁気特性を劣化させず、強度、疲労強度、耐磨耗性の確保が可能となるため超高速回転モーターやローターに磁石を組み込んだモーターおよび電磁開閉器用材料の高効率化、小型化、超寿命化などが達成される。

【図面の簡単な説明】

10

20

30

40

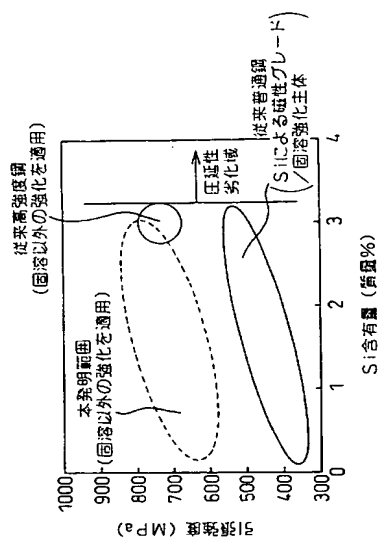
50

【図 1】本発明鋼板の Si 含有量と引っ張り強度の関係を示す概念図。

【図 2】 本発明鋼板の引っ張り強度と鉄損の関係を示す概念図。

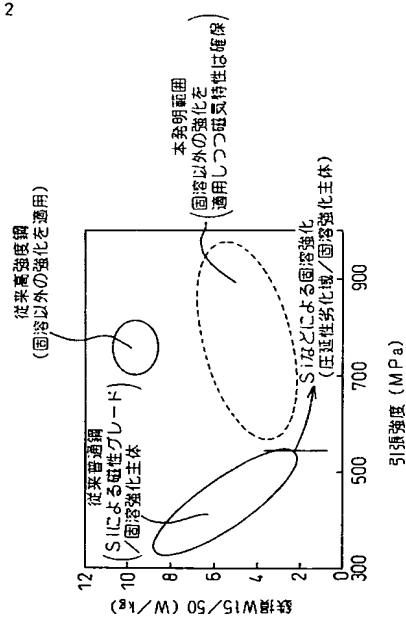
【圖 1】

图 1



【圖 2】

图 2



---

フロントページの続き

(51) Int. Cl. <sup>7</sup>	F I	テーマコード (参考)
H 0 1 F 1/16	H 0 1 F 1/16	A

F ターム (参考)	4K033	AA01	CA01	CA02	CA03	CA04	CA09	DA01	JA08	JA09	KA02
	5E041	AA02	CA04	NN01	NN18						